



SOLDAGEM DE AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA PRODUZIDOS VIA RESFRIAMENTO ACELERADO¹

Ricardo Miranda Alé²
José Antônio de Oliveira Torres³
Leonardo de Oliveira Turani⁴

Resumo

A Usiminas está implantando na usina em Ipatinga a tecnologia de resfriamento acelerado, denominada *Continuous on Line Control* (CLC), desenvolvida pela Nippon Steel, para fabricação de chapas grossas de alta resistência, voltadas especialmente para atendimento aos segmentos de tubos de grande diâmetro, naval e de plataformas *offshore*. Assim, a Usiminas estará capacitada a fornecer os denominados aços TMCP (abreviatura de *Thermo-Mechanical Control Process*), produzidos através da combinação dos processos de laminação controlada e resfriamento acelerado. O resfriamento acelerado permite a obtenção de chapas de aços de elevada resistência mecânica, com teores mais baixos de elementos endurecedores, o que contribui para a sua melhor tenacidade e soldabilidade. Contudo, alguns cuidados devem ser tomados na soldagem destes aços devido ao amaciamento da zona afetada pelo calor (ZAC) e à suscetibilidade do metal de solda a trincas a frio e de solidificação. O presente trabalho visa discutir as principais características de soldagem dos aços TMCP, de modo a auxiliar os usuários na sua aplicação.

Palavras-chave: Soldagem; Aços de alta resistência; Aços TMCP; Resfriamento acelerado.

WELDING OF HIGH STRENGTH STEELS PROCESSED BY ACCELERATED COOLING

Abstract

Usiminas is installing an accelerated cooling technology at Ipatinga Works, called Continuous on Line Control (CLC), developed by Nippon Steel, concerning to supply high strength steel plates mostly to sectors of large diameter pipes, ships and offshore platforms. Thus, Usiminas will be able to provide so-called TMCP steels, which combine controlled rolling and accelerated cooling. The accelerated cooling strengthens steels and can reduce the use of hardenable alloying elements, resulting in high toughness and improved weldability. However, new features have arisen in welding TMCP steels. They include heat affected zone (HAZ) softening, weld metal cold cracking and solidification cracking. This paper aims to discuss the main features of welding TMCP steels in order to assist users of these steels.

Key words: Welding; High strength steels; TMCP steels; Accelerated cooling.

¹ Contribuição Técnica ao 65º Congresso Anual da ABM, 26 a 30 de julho de 2010, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

² Engenheiro Metalurgista, M.Sc., D.Sc. - Especialista da Gerência de Assistência Técnica, Usiminas, Ipatinga, MG.

³ Engenheiro Metalurgista, M.Sc. - Especialista da Gerência de Assistência Técnica, Usiminas, Belo Horizonte, MG.

⁴ Engenheiro Metalurgista, MBA - Especialista de Marketing da Gerência de Produtos e Soluções, Usiminas, Belo Horizonte, MG.



1 INTRODUÇÃO

Os aços TMCP (abreviatura de *Thermo-Mechanical Control Process*) ainda são pouco empregados no Brasil, tendo em vista que nenhuma siderúrgica instalada no país possui a tecnologia de resfriamento acelerado. Assim, os usuários potenciais deste material no mercado nacional carecem de informações sobre a sua soldagem. Considerando que a Usiminas estará capacitada, a partir de 2011, a fornecer os aços TMCP, foi elaborado este trabalho de revisão bibliográfica, dando ênfase às principais vantagens e cuidados que devem ser tomados na sua soldagem, comparativamente aos aços produzidos de forma convencional, por tratamento térmico de normalização ou por laminação controlada.

As informações levantadas visam auxiliar aos futuros usuários na soldagem dos aços TMCP e são voltadas, principalmente, para atendimento aos segmentos de tubos de grande diâmetro, naval e de plataformas *offshore*.

2 AÇOS TMCP

Na laminação convencional de chapas grossas, o objetivo é obter produtos com dimensões específicas com o mínimo de passes. Havendo maiores requisitos de qualidade, as chapas de aço, após a laminação, são submetidas a tratamentos térmicos de normalização ou têmpera e revenimento. Como estes requisitos têm se tornado mais severos, uma tecnologia de laminação, denominada Processo Termomecânico Controlado, ou TMCP, desenvolvida no início da década de 80, tem sido cada vez mais empregada.⁽¹⁾

Conforme definição da norma ASTM A841/A841M,⁽²⁾ TMCP engloba os processos de laminação controlada e laminação controlada seguida de resfriamento acelerado. Contudo, a literatura de um modo geral utiliza o termo TMCP apenas quando o processo inclui o resfriamento acelerado⁽¹⁾. Portanto, no presente trabalho, os aços TMCP se referem apenas aos aços produzidos via laminação controlada seguida de resfriamento acelerado.

Os aços TMCP apresentam como principal característica uma excelente combinação de elevadas resistência e tenacidade, quando comparados com os aços convencionais, em função da sua microestrutura refinada de ferrita, perlita e/ou bainita. O controle do processo de laminação a quente para a obtenção desta microestrutura se inicia na utilização de uma temperatura mais baixa de reaquecimento de placa, determinando o refino do grão austenítico inicial. A microestrutura mais refinada após transformação é obtida com o aumento do número de sítios de nucleação, através do aumento da área de contorno de grão austenítico, por unidade de volume, e da densidade de bandas de deformação na matriz, com a intensificação das reduções durante a laminação na região de não recristalização. Adicionalmente, o resfriamento acelerado após a laminação controlada contribui para a obtenção de uma microestrutura uniforme e ainda mais refinada.⁽³⁾

A utilização do resfriamento acelerado permite a redução dos teores de carbono e de elementos de liga dos aços TMCP, em relação aos aços processados por laminação controlada convencional de mesmo nível de resistência mecânica. Isto é determinante para as suas melhores características de soldabilidade.

Os problemas de soldagem dos aços geralmente ocorrem quando a zona afetada pelo calor (ZAC) é submetida a taxas de resfriamento muito elevadas ou, ao contrário, permanece por muito tempo a temperaturas elevadas. Tal situação é



encontrada na soldagem com baixo e alto aporte de calor, respectivamente. Na soldagem com baixo aporte a preocupação reside no endurecimento da ZAC, que a torna suscetível a trincas por hidrogênio, oriundo do processo de soldagem ou do meio em que o aço está sendo aplicado, além de contribuir para uma perda de ductilidade nesta região. Na soldagem com alto aporte o principal problema é a perda de tenacidade da ZAC, além da possibilidade de formação de regiões com um amaciamento excessivo. Todas estas questões são discutidas em mais detalhes nos itens posteriores.

3 PROPRIEDADES MECÂNICAS DA ZAC

3.1 Dureza da ZAC

3.1.1 Dureza máxima

A ZAC apresenta um maior endurecimento na região próxima à linha de fusão, onde a formação de grãos grosseiros de austenita resulta numa maior temperabilidade, que significa uma maior propensão à formação de martensita durante o ciclo de resfriamento, particularmente na soldagem com baixo aporte de calor.

Dearden e O'Neil apud Yurioka⁽⁴⁾ foram os primeiros a estabelecer uma relação entre a dureza máxima da ZAC e a composição química do aço:

$$Hv(\max) = 1200CE_{\text{Dearden}} - 200 \quad (1)$$

$$CE_{\text{Dearden}} = C + P/2 + Mn/6 + Cu/13 + Ni/15 + Cr/5 + Mo/4 + V/5 \quad (2)$$

Como mostrado na equação (1), o efeito da composição química na dureza máxima da ZAC é dado por uma expressão linear dos principais elementos presentes no aço. Considerando que o coeficiente do carbono é a unidade na equação (2), esta expressão é conhecida como carbono equivalente. Quanto maior o carbono equivalente, maior a dureza máxima esperada para a ZAC.

Existem diversas formulações propostas para o carbono equivalente na literatura. As mais importantes são:

$$CE_{\text{IIV}} = C + Mn/6 + (Cu + Ni)/15 + (Cr + Mo + V)/5 \quad (3)$$

$$P_{\text{cm}} = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + 5B \quad (4)$$

Como os coeficientes dos elementos de liga são bem diferentes para as duas expressões, isto sugere que cada coeficiente seja função do teor de carbono.⁽⁵⁾ De acordo com Yurioka,⁽⁴⁾ o CE_{IIV} se mostra adequado para $C \geq 0,11\%$ e o P_{cm} para $C < 0,11\%$. Assim, este autor⁽⁴⁾ desenvolveu a fórmula do CEN (equação 5) que combina as duas expressões numa única, adequada para uma ampla faixa de teor de carbono (0,01 a 0,30%).

$$CEN = C + A(C) \cdot \{Si/24 + Mn/6 + Cu/15 + Ni/20 + (Cr + Mo + Nb + V)/5 + 5B\} \quad (5)$$

$$A(C) = 0,75 + 0,25 \cdot \tanh[20(C - 0,12)] \quad (6)$$

Como será discutido posteriormente, uma elevada dureza máxima da ZAC pode ser prejudicial às propriedades da junta soldada, tais como uma maior suscetibilidade ao trincamento a frio e à corrosão sob tensão, além de uma deterioração da tenacidade. Os aços TMCP, por apresentarem um menor carbono equivalente, são considerados menos susceptíveis a estes problemas.

3.1.2 Amaciamento da ZAC

A análise do endurecimento da ZAC feita anteriormente se restringe à região próxima a linha de fusão. Conforme nos afastamos desta região, no sentido do material base, os valores de dureza tendem a diminuir. No caso dos aços TMCP, na soldagem com alto aporte de calor, uma região extensa da ZAC experimenta um amaciamento em relação ao material base. Isto ocorre porque parte da resistência mecânica dos aços TMCP é obtida com as transformações microestruturais durante o resfriamento acelerado. Em função do seu baixo carbono equivalente, estas propriedades não podem ser restauradas quando estes aços são submetidos às baixas taxas de resfriamento características dos elevados aportes de calor. Assim, a largura da zona amaciada aumenta conforme o aporte de calor aumenta e o carbono equivalente diminui.⁽⁶⁾

Este amaciamento não necessariamente compromete a resistência global da junta devido, pelo menos em parte, às restrições impostas pelo metal de solda e metal base. Entretanto, para que a restrição seja efetiva, a largura da zona amaciada não deve exceder a espessura da chapa.⁽⁷⁾ De acordo com Toyosada⁽³⁾ a largura da zona amaciada é menor do que 70% da espessura da chapa, mesmo para aportes de calor extremamente elevados, tal como 300 kJ/cm, desde que se restrinja o valor mínimo de carbono equivalente.

Outra maneira de se minimizar o efeito deste fenômeno, garantindo a resistência de juntas soldadas de aços TMCP, é limitar o aporte a um máximo admissível dependendo do grau do aço. Na prática, este limite de aporte é menos restritivo que o requerido para que não haja uma perda significativa de tenacidade na ZAC,⁽⁷⁾ como será discutido no item 3.2. Deve ser ressaltado que os aços TMCP mais avançados, para os quais é obtido um refino substancial do tamanho de grão efetivo para a fratura na ZAC, apresentam em soldagens com elevado aporte de calor, além de uma elevada tenacidade, um amaciamento pouco significativo nesta região.^(8,9)

O amaciamento da ZAC de aços TMCP também não afeta de forma importante a resistência à fadiga da junta soldada. Isto porque o comportamento em fadiga é governado principalmente pelo fator de concentração de tensão na junta, ou seja, pela forma do reforço do cordão de solda, e não pelas propriedades estáticas em tração do material.^(3,10) Além disso, o amaciamento não tem um efeito substancial nas resistências ao dobramento e à flambagem.^(10,11)

3.2 Tenacidade da ZAC

3.2.1 Relação microestrutura e tenacidade

Na soldagem com um único passe, existem quatro regiões características da ZAC, em função da faixa de temperatura atingida: (i) grãos grosseiros (GGZAC) entre 1.100°C e a temperatura de fusão, (ii) grãos refinados (GRZAC) entre Ac₃ e 1.100°C, (iii) intercrítica (ICZAC) entre Ac₁ e Ac₃ e (iv) subcrítica (SCZAC) abaixo de Ac₁.

A região mais crítica em termos de tenacidade é a GGZAC, em função da microestrutura mais grosseira formada. Como mostrado de forma esquemática na Figura 1, as melhores tenacidades são obtidas para a martensita auto-revenida e para a bainita inferior, características da soldagem com baixo aporte, enquanto que os piores resultados estão associados à bainita superior e às estruturas grosseiras de ferrita e carbeto (denominada neste trabalho de ferrita com segunda fase), características da soldagem com aportes mais elevados.⁽¹²⁾

A martensita é tradicionalmente conhecida como um constituinte de elevada dureza e, conseqüentemente, frágil. O seu efeito deletério na ZAC pode ser atribuído ao fato de nuclear trincas de clivagem em regiões adjacentes mais macias, onde a deformação tende a se concentrar, ou mesmo de constituir o próprio núcleo para estas trincas.⁽¹³⁾ Entretanto, aços com baixos teores de carbono, apresentam na ZAC uma martensita de boa tenacidade, devido ao auto-revenimento causado pela elevação da temperatura M_s .⁽¹⁴⁾

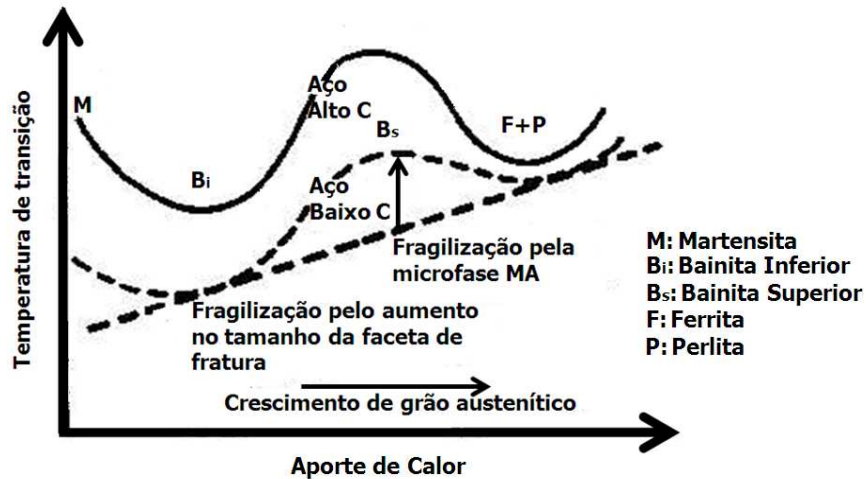


Figura 1. Ilustração esquemática da relação entre microestrutura e tenacidade da ZAC.⁽¹²⁾

A bainita inferior apresenta características semelhantes à martensita auto-revenida, com boa tenacidade também para os aços de baixo carbono,⁽¹⁵⁾ já que neste caso a alta densidade de carbeto finos e dispersos dificulta a propagação de trincas de clivagem.

A baixa tenacidade da bainita superior e da ferrita com segunda fase está associada ao elevado tamanho de grão efetivo para a fratura, tendo em vista que os contornos de baixo ângulo, entre as ripas/placas de ferrita, não determinam uma obstrução importante à propagação de trincas de clivagem.⁽¹⁰⁾ Dependendo do aporte de calor e do teor de elementos de liga, os carbonetos podem ser substituídos pela microfase MA, constituída de martensita e/ou austenita. Quando este constituinte apresenta uma elevada dureza, atua como um núcleo para a fratura frágil, o que compromete ainda mais a tenacidade.⁽¹⁶⁾

A ferrita proeutetóide e a perlita são constituintes indicados, de uma maneira geral, como deletérios à tenacidade da ZAC, principalmente por estarem associados a uma estrutura grosseira decorrente das baixas taxas de resfriamento, necessárias à formação destes constituintes.⁽¹⁷⁾

Na soldagem multipasse as regiões da ZAC são submetidas a dois ou mais ciclos térmicos. As mais importantes devido ao seu efeito na tenacidade são a GGZAC reaquecida entre 1.100°C e a temperatura de fusão, formando a região de grãos grosseiros inalterada, a GGZAC reaquecida intercriticamente (ICGGZAC) e a GGZAC reaquecida subcriticamente (SCGGZAC). A GGZAC (reaquecida ou não), a ICGGZAC e a SCGGZAC juntas formam, o que é denominado neste trabalho, a zona de grãos grosseiros da ZAC.

A análise da relação entre microestrutura e tenacidade neste caso se torna ainda mais complexa. As mesmas microestruturas discutidas anteriormente são observadas. Contudo, ocorrem alterações significativas nas regiões submetidas ao ciclo térmico do passe subsequente. As mais importantes ocorrem quando a GGZAC



é reauecida subcriticamente (SCGGZAC) ou intercriticamente (ICGGZAC). Nestas regiões dois fatores, principalmente, contribuem para a degradação da tenacidade: endurecimento por precipitação e formação de microfase MA de elevada dureza.⁽¹⁶⁾ Considerando que o aumento do aporte de calor determina a formação de microestruturas mais grosseiras, as piores tenacidades são esperadas também para esta condição.

Na formação da GGZAC, a maior parte dos precipitados do metal de base, em especial os de Nb e V, localizados próximos à linha de fusão, são dissolvidos. Após reauecimento por passes subsequentes de soldagem ou por tratamento térmico pós-soldagem, os elementos microligantes se precipitam ou formam agrupamentos de pré-precipitados e reduzem a tenacidade. Na condição de como soldado, o efeito deletério do endurecimento por precipitação pode ser observado na ICGGZAC e em especial na SCGGZAC.⁽¹⁶⁾

Apesar da GGZAC e a SCGGZAC poderem apresentar a microfase MA entre as ripas (bainita superior) ou placas (ferrita com segunda fase) de ferrita, o efeito deletério deste constituinte afeta tipicamente a ICGGZAC, provavelmente devido à maior quantidade observada em função da formação adicional deste constituinte nos contornos de grão da austenita prévia.⁽¹⁶⁾

3.2.2 Efeito da composição química do aço na tenacidade da ZAC

Uma possibilidade para minimizar o problema de tenacidade da ZAC é limitar a faixa de aporte de calor a ser utilizada. Contudo, esta ação não é satisfatória em todos os casos, principalmente quando se visa alta produtividade durante a soldagem.

Outra possibilidade é controlar a composição química do metal base. Os aços TMCP, em função do baixo teor de carbono e da adição controlada de elementos de liga, são muito menos sensíveis às condições extremas de baixo e elevado aporte de calor,^(3,7) quando comparados aos aços convencionais de mesma resistência mecânica. Na soldagem dos aços TMCP em um único passe, com baixo aporte, a formação de martensita auto-revenida e bainita inferior de elevada tenacidade é favorecida.⁽¹⁴⁾ Na soldagem com alto aporte, mesmo em presença de uma microestrutura grosseira de bainita superior, ferrita com segunda fase e ferrita de contorno de grão, ainda apresentam uma melhor tenacidade que os aços convencionais, devida à microestrutura de menor dureza e menor quantidade de microfase MA.⁽¹⁵⁾ Além disso, o menor nível de inclusões e os baixos teores de impurezas dos aços TMCP, especialmente fósforo e enxofre, que apresentam tendência a fragilizar os contornos de grão,⁽¹⁸⁾ também promovem um efeito favorável na tenacidade da ZAC.

Na soldagem multipasse a presença da microfase MA, formada especialmente na ICGGZAC, é geralmente vista como o principal fator de redução da tenacidade da ZAC.^(12,19) Os elementos que promovem a formação deste constituinte, em ordem decrescente de tendência, são: B, N e C, seguido dos elementos formadores de carbonetos: Nb, V, Mo e Cr. Já o Si, Al e P dificultam a sua dissolução no momento em que a GGZAC é submetida ao ciclo térmico subsequente.⁽⁷⁾ Como grande parte destes elementos está presente conjuntamente nos aços TMCP, especialmente nos de resistência mecânica mais elevada, estes aços apresentam uma redução na tenacidade na ZAC associada à microfase MA. Contudo, em função da composição química bem ajustada, de modo que estes elementos são mantidos em valores mínimos,⁽²⁰⁾ especialmente o carbono, a tenacidade da ZAC dos aços TMCP é ainda consideravelmente superior à dos aços produzidos via laminação controlada ou normalização (Figura 2).

Quando são empregados aportes de calor extremamente elevados, existe a tendência do constituinte MA não se formar.⁽²¹⁾ Contudo a tenacidade é ainda deteriorada, pela microestrutura bastante grosseira constituída de bainita superior e/ou ferrita com segunda fase, que apresenta elevado tamanho de grão efetivo para a fratura.⁽²²⁾ Assim, para estas condições, o melhor método para melhoria da tenacidade da ZAC é o refinamento da sua microestrutura.

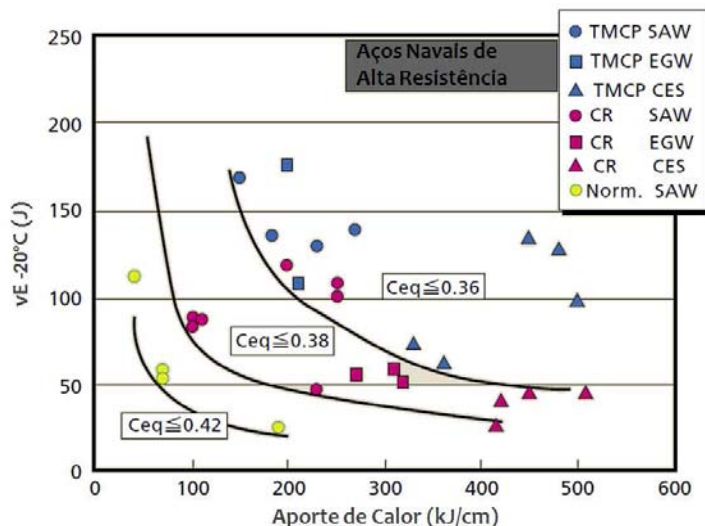


Figura 2. Relação entre o aporte de calor e a tenacidade da ZAC de aços produzidos por resfriamento acelerado, laminação controlada e normalização.⁽¹²⁾

A adição de Ti, para a formação de partículas dispersas de TiN, de modo a retardar o crescimento de grão austenítico, é o método mais popular para refinar a microestrutura da ZAC.⁽²³⁾ Entretanto, na GGZAC adjacente à linha de fusão, muitas partículas de TiN coalescem ou são dissolvidas, perdendo o seu efeito de ancorar o grão. Para contornar este problema, são utilizadas partículas de óxido de titânio ou de terras raras, muito estáveis a altas temperaturas, como sítios de nucleação de ferrita intragranular^(7,10,23), refinando o tamanho de grão efetivo para a fratura. Neste caso, a tenacidade da ZAC não é afetada pelo aumento do aporte.⁽²⁴⁾

Embora os óxidos sejam bastante estáveis, é difícil que se apresentem finos e dispersos. Para que isto seja superado, desenvolvimentos relativamente recentes têm utilizado a adição de magnésio, tornando mais efetivo o refino de grão austenítico e a nucleação de ferrita intergranular.^(23,25) Como os aços TMCP já possuem uma boa tenacidade na ZAC, só se justifica a utilização destas novas tendências em soldagens com aportes extremamente elevados, quando se deseja um aumento de produtividade e/ou para aplicações com requisitos muito rigorosos de tenacidade.

4 SUSCETIBILIDADE À OCORRÊNCIA DE TRINCAS

4.1 Trincas a Frio

O trincamento a frio induzido pelo hidrogênio, mais conhecido simplesmente como trinca a frio, surge quando os seguintes fatores ocorrem concomitantemente em temperatura próxima à ambiente,⁽⁴⁾ microestrutura suscetível, tensões trativas locais e concentração suficiente de hidrogênio.

A formação de uma microestrutura de elevada dureza, como a martensita, deve ser evitada, em função da sua suscetibilidade a trincas por hidrogênio. Uma dureza



máxima na ZAC de 350 HV é considerada um limite seguro para se evitar a trinca a frio. Por vezes, este limite é utilizado com este intuito na soldagem de fabricação de estruturas *offshore* e de dutos.⁽¹⁰⁾ Assim, os aços TMCP, por apresentarem baixo carbono equivalente e, conseqüentemente, baixa dureza máxima na ZAC, são considerados pouco susceptíveis ao problema.

Resultados de dureza máxima em teste *Taper* de aços da classe EH36 fabricados por diferentes rotas indicam que, com exceção da região de abertura de arco, o aço TMCP apresenta valores de dureza máxima bem abaixo de 350 HV. Já o aço normalizado depende de um aumento significativo da taxa de resfriamento para que esse limite não seja alcançado.⁽¹⁾

Contudo, a limitação da dureza não suprime totalmente o risco da ocorrência de trincas a frio. A medida mais segura é a utilização de pré-aquecimento, que permite mitigar todos os fatores, anteriormente citados, que contribuem para a ocorrência do problema. Uma maior temperatura de pré-aquecimento durante a soldagem permite que um maior volume de hidrogênio escape e que haja um relaxamento das tensões residuais ao longo da região de solda. Além disso, determina uma redução da taxa de resfriamento, de modo que é obtida uma microestrutura de menor dureza.

As temperaturas críticas de pré-aquecimento, em função da espessura, de aços da classe EH36 produzidos por diferentes rotas, são apresentadas na Figura 3. Nesta figura, percebe-se também a baixa suscetibilidade dos aços TMCP ao trincamento a frio. O valor de carbono equivalente (P_{cm}) dos aços TMCP da figura é tão baixo que não há necessidade de pré-aquecimento. Esta é uma das grandes vantagens dos aços TMCP em aplicações que exigem a soldagem de campo, onde a utilização de pré-aquecimento é bastante dificultada.

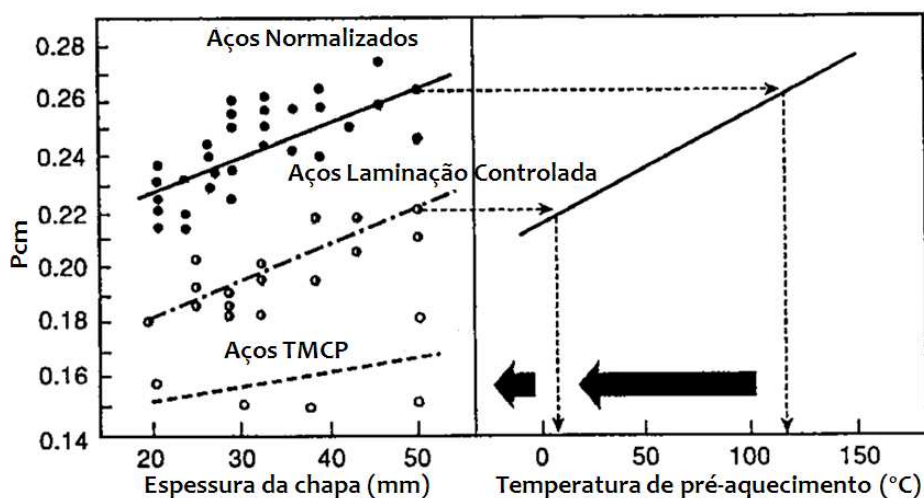


Figura 3. Relação entre P_{cm} e temperatura de pré-aquecimento.⁽¹⁾

Deve ser considerado que, muitas vezes, o baixo carbono equivalente dos aços TMCP desloca o problema de trinca a frio para o metal de solda.⁽¹⁰⁾ Para os aços de maior carbono equivalente, o metal de solda se transforma em ferrita antes da ZAC. Como a ferrita tem uma menor solubilidade para o hidrogênio, que entra na junta soldada via metal depositado, a sua difusão é favorecida para as regiões ainda austeníticas da ZAC. Com a redução do carbono equivalente do material base a situação é invertida, e a difusão do hidrogênio do metal de solda para a ZAC diminui sensivelmente. Portanto, na soldagem de aços TMCP o pré-aquecimento pode ser necessário para se evitar o trincamento a frio do metal de solda e não da ZAC.

4.2 Trincas Induzidas pelo Hidrogênio e Trincas de Corrosão sob Tensão por Sulfetos

Os aços empregados em tubulações para transporte e em equipamentos usados no refino do petróleo estão sujeitos à degradação pelo hidrogênio, quando expostos a meios aquosos contendo H_2S . Esta degradação se manifesta, geralmente, de três maneiras, conforme ilustrado na Figura 4: trincas induzidas pelo hidrogênio (HIC), trincas de corrosão sob tensão por sulfetos (SSCC) e trincas induzidas por hidrogênio orientadas pela tensão (SOHIC)⁽²⁶⁾. Os átomos de hidrogênio, gerados durante a corrosão do aço pelo sulfeto, são absorvidos na superfície e difundem para o interior. No interior do aço, o hidrogênio se difunde para regiões de elevada triaxialidade de tensões ou para defeitos, tais como: inclusões, precipitados e discordâncias.⁽²⁷⁾

As trincas HIC ocorrem tipicamente em aços de menor resistência mecânica (com limite de resistência abaixo de 550 MPa), devido ao aumento da pressão interna em função do acúmulo de hidrogênio molecular em inclusões e outros sítios, sendo independentes da aplicação de tensão.⁽²⁸⁾ Apresentam uma propagação em degraus, seguindo planos paralelos à superfície do aço, correspondentes a bandas de segregação, tais como bandas de perlita, favorecidas por elevados teores de carbono equivalente e fósforo. Os aços TMCP de menor resistência mecânica geralmente apresentam baixa suscetibilidade a trincas HIC, pois são fabricados com práticas especiais de aciaria e de laminação, incluindo o resfriamento acelerado, que permitem uma redução nos teores de carbono, manganês, fósforo e enxofre e na quantidade de inclusões e bandas de segregação.^(7,29,30)

As trincas SSCC ocorrem em regiões fragilizadas pelo hidrogênio, de elevada dureza, como no metal base de aços de alta resistência ou na zona de grão grosseiros da ZAC, e se propagam perpendiculares à tensão aplicada pelo mecanismo de quase-clivagem.^(26,27) As trincas SSCC iniciadas na ZAC podem ter a sua propagação interrompida no encontro de uma região macia. A norma NACE MR0175 estabelece um limite de dureza de 22 HRC (248 HV) para o metal base e região de solda de aços para aplicações em meio aquoso contendo H_2S . Pelas mesmas razões expostas no item 4.1, os aços TMCP são menos suscetíveis à ocorrência de trincas SSCC na ZAC.

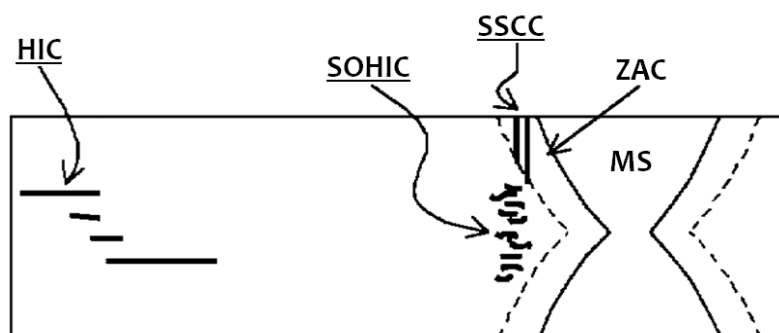


Figura 4. Representação esquemática das trincas HIC, SSCC e SOHIC.⁽²⁸⁾

As trincas SOHIC são uma forma especial de trincas HIC que ocorrem em aços de baixa resistência sob a ação de tensão residual ou externa, geralmente em presença de concentradores de tensão. Em serviço, os concentradores de tensão são geralmente a ponta de trincas SSCC que ocorrem na ZAC e se propagam em direção ao metal base até regiões mais macias (Figura 4). Embora os aços resistentes a trincas HIC possam apresentar trincas SOHIC,⁽²⁷⁾ é esperado também



que os aços TMCP sejam menos suscetíveis a este tipo de problema, inclusive em regiões próximas à ZAC.

4.3 Trincas de Alívio de Tensão

As trincas de alívio de tensão, ou de reaquecimento, são definidas como trincas intergranulares, que ocorrem na zona de grãos grosseiros da ZAC e, ocasionalmente, no metal de solda, com a exposição da junta soldada a temperaturas elevadas durante tratamento térmico pós-soldagem ou em serviço.⁽³¹⁾

Uma explicação para a ocorrência destas trincas é a formação com o reaquecimento de precipitados finos que aumentam a resistência da matriz, de modo que as deformações por fluência, associadas à relaxação das tensões, vão se localizar nos contornos de grão, que podem não resistir.⁽³¹⁾ O fenômeno pode também estar associado à fragilização dos contornos de grão, devido à segregação de impurezas durante o reaquecimento da junta soldada. Na prática as trincas de alívio de tensão ocorrem devido ao resultado da combinação destes dois fatores.⁽³²⁾

Assim, em função da concepção dos aços TMCP, a ZAC destes aços não é suscetível a este tipo de trincas. Além disso, os aços TMCP acomodam melhor as tensões residuais, de modo que em diversas situações pode ser omitida a aplicação do tratamento térmico para alívio de tensões. Se o tratamento se mostrar necessário, a temperatura deve ser limitada a valores inferiores a 600°C, já que a tenacidade do metal base pode ser deteriorada.⁽⁷⁾ Contudo, como esta deterioração é da mesma ordem da observada nos aços convencionais, as juntas de aços TMCP ainda apresentam desempenho superior.

4.4 Trincas de Solidificação

A trinca de solidificação ocorre paralela ao cordão, quando o metal de solda não apresenta resistência suficiente para suportar as tensões de contração. Uma maior captura pelo metal de solda dos elementos enxofre, fósforo e carbono do metal base, devido a uma elevada diluição, aumenta o risco de trinca, especialmente em juntas espessas e de elevada restrição. Altas velocidades de soldagem também aumentam o risco, por elevar a quantidade de segregação e o nível de tensões no metal de solda. Deste modo, as soldas de raiz circunferenciais de união de tubos são bastante susceptíveis a este problema, pois são realizadas na posição vertical descendente com elevada velocidade e nível de diluição.⁽¹⁰⁾

Pelas características dos aços TMCP, é pouco provável que juntas soldadas destes aços apresentem trincas de solidificação. Contudo, Yurioka⁽¹⁰⁾ indica que teores muito baixos de carbono no metal base podem contribuir para a ocorrência deste tipo de trinca, ao favorecer teores muito baixos de carbono também no metal de solda, determinando assim a formação de uma estrutura acentuadamente grosseira nesta região, e bastante suscetível ao problema. Em função disto, os aços TMCP de resistência mais elevada utilizados em tubulações, que normalmente apresentam um teor de carbono bastante reduzido para evitar o problema de trinca a frio na solda circunferencial, devem ter um limite mínimo deste elemento, em torno de 0,05%.⁽¹⁰⁾

5 CONCLUSÕES

Em função das suas características microestruturais, os aços TMCP apresentam elevadas resistência mecânica e tenacidade. O emprego do resfriamento acelerado

permite que os aços TMCP sejam produzidos com baixos teores de carbono equivalente, o que lhes garante uma excelente soldabilidade, particularmente no que diz respeito à baixa suscetibilidade ao trincamento a frio e elevada tenacidade da ZAC. Contudo, alguns cuidados devem ser tomados na soldagem destes aços devido ao amaciamento da ZAC e à suscetibilidade do metal de solda a trincas a frio e de solidificação.

REFERÊNCIAS

- 1 IMAI, S. General properties of TMCP steels. *In: PROCEEDINGS OF INTERNATIONAL OFFSHORE AND POLAR ENGINEERING CONFERENCE*. 12., 2002, Kitakyushu, Japan, may 26-31, ISOPE 2002. p. 392-396.
- 2 ASTM A 841/ A 841M. Standard specification for steel plates for pressure vessels, produced by thermo-mechanical control process (TMCP). *American Society for Testing and Materials*, U.S.A., 2008, p. 477-481.
- 3 TOYOSADA, M. Characteristics of TMCP steels and their welded joints used for hull structures. *In: PROCEEDINGS OF INTERNATIONAL OFFSHORE AND POLAR ENGINEERING CONFERENCE*. 12., 2002, Kitakyushu, Japan, may 26-31, ISOPE 2002. p. 385-391.
- 4 YURIOKA, N. Physical metallurgy of steel weldability. *ISIJ International*. v.41, n. 6, p. 566-570, 2001.
- 5 KASUYA, T.; YURIOKA, N.; OKUMURA, M. Method for predicting maximum hardness of heat-affected zone and selecting necessary preheat temperature for steel. *Nippon Steel Technical Report*. n. 65, apr. 1995.
- 6 KAWANO, H. Fatigue strength of thermo-mechanically controlled process steel and its weld joint. *In: PROCEEDINGS OF INTERNATIONAL OFFSHORE AND POLAR ENGINEERING CONFERENCE*. 12., 2002, Kitakyushu, Japan, may 26-31, ISOPE 2002. p. 368-375.
- 7 DE MEESTER, B. The weldability of modern structural TMCP steels. *ISIJ International*. v. 37, n. 6, p. 537-551, 1997.
- 8 NAGAI, Y.; FUKAMI, H.; INOUE, H.; DATE, A.; NAKASHIMA, T.; KOJIMA, A.; ADACHI, T. YS500N/mm² high strength steel for offshore structures with good CTOD properties at welded joints. *Nippon Steel Technical Report*. n.90, p.14-19, jul. 2004.
- 9 KIM, S. H.; SUH, I. S.; KANG, K. B. Development of TMCP steel plate for shipbuilding application. *Posco Technical Report*. v. 10, n. 1, p. 6-11, 2006.
- 10 YURIOKA, N. TMCP steels and their welding. *Welding in the World*. v. 35, n. 6, p.2-17, 1995.
- 11 KOMIZO, Y. Performance of welded joints in TMCP steel plates. *Welding International*. v. 5, n. 8, p. 598-601, 1991.
- 12 TERADA, Y.; TAMEHIRO, H.; MORIMOTO, H.; HARA, T.; TSURU, E.; ASAH, H., SUGIYAMA, M.; DOI, N.; MURATA, M.; AYUKAWA, N. X100 linepipe with excelente HAZ toughness and deformability. *In: PROCEEDINGS OF INTERNATIONAL CONFERENCE ON OFFSHORE MECHANICS AND ARTIC ENGINEERING*. 22., 2003, Cancun, Mexico, OMAE: 2003.
- 13 GITTO, M.F.; DOLBY, R.E. Predicting the HAZ toughness of C and C-Mn steels: welding at 2 kJ/mm. *Welding Research International*. v. 9, n. 4, p. 1-23, 1979.
- 14 GRONG, O.; AKSELSEN, O.M. HAZ Toughness of microalloyed steels for offshore. *Metal Construction*. v.18, n.9, p. 557-62, sep. 1986.
- 15 HAZE, T.; AIHARA, S. Influence of toughness and size of local brittle zone on HAZ toughness of HSLA steels. *In: PROCEEDINGS OF INTERNATIONAL CONFERENCE ON OFFSHORE MECHANICS AND ARTIC ENGINEERING*. 7. 1988, Houston, USA, OMAE:1988. p. 515-523.
- 16 ALÉ, R.M. Efeito da adição de elementos de liga (Cu e Ni) nas propriedades mecânicas e microestrutura da ZAC de aços C-Mn microligados ao Nb. 1994, 283p. *Tese de*



- Doutorado em Ciências em Engenharia Metalúrgica e de Materiais*. Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 1994.
- 17 KOZASU, I. Metallurgical investigation on the scatter of toughness in the weldment of pressure vessel steels. *Welding Research Council Bulletin*. n. 331, 35p., sep 1988.
 - 18 FURUYA, H.; AIHARA, S.; MORITA, K. A new proposal of HAZ toughness evaluation method: Part 2 – HAZ toughness formulation by chemical compositions. *Welding Journal*. v. 86, n. 2, p. 44s-50s, feb. 2007.
 - 19 LI, Y.; CROWTHER, D.N.; GREEN, M.J. W.; MITCHELLAND, P.S.; BAKER, T.N. The effect of vanadium and niobium on the properties and microstructure of the intercritically reheated coarse grained heat affected zone in low carbon microalloyed steels. *ISIJ International* . v. 41, n.1, p 46-55, 2001.
 - 20 MINAGAWA, M.; ISHIDA, K.; FUNATSU, Y.; IMAI, S. 390 MPa yield strength steel for large heat-input welding for large container ships. *Nippon Steel Technical Report*. n.90, p.7-10, jul. 2004.
 - 21 SHI, Y.; HAN, Z. Effect of weld thermal cycle on microstructure and fracture toughness of simulated heat-affected zone for a 800MPa grade high strength low alloy steel. *Journal of Materials Processing Technology*. v. 207, p. 30-39, 2008.
 - 22 SUZUKI, S.; ICHIMIYA, K.; AKITA, T. High tensile strength steel plates with excellent HAZ toughness for shipbuilding . *JFE Technical Report*. n.5, p.24-29, mar. 2005.
 - 23 TERADA, Y.; KOJIMA, A; KIYOSE, A.; SAWAI, T.; UEMORI, R.; TANAKA, K.; NAKASHIMA, T.; KADOYA, T.; MURATA, M.; KAWAGUCHI, T. High strength UOE pipe with excellent CTOD properties and deformability. In: *PROCEEDINGS OF INTERNATIONAL CONFERENCE ON OFFSHORE MECHANICS AND ARTIC ENGINEERING*. . 22., 2003, Cancun, Mexico, OMAE: 2003. .
 - 24 KOMIZO, Y. Status & prospects of shipbuilding steel and its weldability. *Transactions of JWRI*. v. 36, n.1, 2007.
 - 25 AIHARA, S. Steel plates for ships and other welded structures having high toughness of HAZ and base metal - fundamental studies and developments. *ASIA STEEL CONFERENCE*. 6., 2006, Fukuoka, Japan, may 2006.
 - 26 SANTOS, A. A.; RATNAPULI, R. C.; ALÉ, R. M. Resistência à degradação por hidrogênio de aços de alta resistência para oleodutos e gasodutos . *RIO OIL & GAS CONFERENCE*. 1998, Rio de Janeiro, Brasil, out. 1998.
 - 27 KIM, W. K.; JUNG, H.W.; KOH, S. U.; KIM, K. Y. The effect of metallurgical factors on SOHIC in HIC free linepipe steel. In: *PROCEEDINGS OF INTERNATIONAL OFFSHORE AND POLAR ENGINEERING CONFERENCE*. 18., ISOPE 2008, Vancouver, Canada, jul. 6-11, 2008. p. 205-210.
 - 28 AL-ANEZI, M. A.; FRANKEL, G. S.; AGRAWAL, A.K. Susceptibility of Conventional Pressure Vessel Steel to Hydrogen-Induced Cracking and Stress- Oriented Hydrogen-Induced Cracking in Hydrogen Sulfide-Containing Diglycolamine Solutions. *Corrosion*. v.55, n.11, p. 1101-1109, nov. 1999.
 - 29 NAGAHAMA, Y.; YAMAMOTO, S. High performance steel pipes and tubes securing and exploiting the future demands. *NKK Technical Review*. n.88, p. 81-87, 2003.
 - 30 OUCHI, C. Development of Steel Plates by Intensive Use of TMCP and Direct Quenching Processes . *ISIJ International*. v. 41, n. 6, p. 542–553, 2001.
 - 31 BONNET, C. Le Soudage - Métallurgie et Produits. *Air Liquide /CTAS 2001*. Disponível em:http://www.oerlikon.es/comunidad/monograficos/descargas.php?dir=monograficos&narchivo=Soud_Met_Prod.pdf&archivo=3d99af68ac852.pdf, Acesso em: 27 jan. 2010.
 - 32 INAGAKI, M.; MINEMATSU, H. Application of simulation test technology for evaluating weldability of structural steels. Disponível em: https://tsuge.nims.go.jp/cgi-bin/info_www/keyword_en.cgi?DB=WEB&DISPLAYMIN=1&MAX=5&OLDQUERYDISPLAY=fuji&PAGECHANGE=1&QUERYRULE=%24QUERYSTRING+AND+LANG%3DENG&SEARCHTYPE=AGAIN&SORT=3&TEMPLATE=%2Fresults_e_rbt.html, Acesso em: 27 jan. 2010.